

# EFECTO DE LA INTERACCIÓN ELECTROMAGNÉTICA DE BAJA INTENSIDAD EN LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE SOLDADURAS DE ACERO INOXIDABLE DÚPLEX

Marco García Rentería<sup>1,\*</sup>, Víctor López Morelos<sup>2</sup> y

Rafael García Hernández<sup>3</sup>

## Resumen

En este trabajo se llevó a cabo la caracterización microestructural y mecánica de placas soldadas del acero inoxidable dúplex 2205 de 6.35 mm de espesor. Las soldaduras se efectuaron en un solo paso por el proceso de soldadura por fusión con arco metálico y protección de gas (GMAW por sus siglas en inglés), ajustando las variables operativas para un aporte térmico de 1.4 kJ/mm y aplicando campos electromagnéticos externos de 3, 9, y 15 mT, y como gas de protección la mezcla de 98% Ar + 2% O<sub>2</sub>. La caracterización microestructural se centró en un análisis cuantitativo en términos de áreas de las regiones de soldadura y de tamaño de grano de las mismas utilizando microscopía óptica y análisis de imágenes. Se observó que la interacción electromagnética de baja intensidad (IEMBI) reduce la zona afectada térmicamente y refina el tamaño de grano en el metal de soldadura contribuyendo a la mejora de la relación de fases ferrita/austenita. Este análisis se correlacionó con el incremento en la eficiencia mecánica en términos de resistencia a la tensión de las juntas soldadas con IEMBI debido al refinamiento de grano del metal de soldadura.

**Palabras clave:** Acero inoxidable dúplex, GMAW, interacción electromagnética.

## Abstract

In this work, the microstructural and mechanical characterization of 2205 duplex stainless steel plates of 6.35 mm thick were carried out. Welds were made in a single pass with the gas metal arc welding (GMAW) process by adjusting the welding parameters for a heat input of 1.4 kJ/mm and applying external electromagnetic fields of 3, 9 and 15 mT. A mixture of 98% Ar + 2% O<sub>2</sub> was used as shielding gas. Microstructural characterization of the welded joints was focused on a quantitative analyses in terms of both area and grain size of the weld zone by using optical microscopy and image analysis. It was observed that electromagnetic interaction of low intensity (EMILI) reduces the heat affected zone size and refines the grain size in the weld metal contributing to an improvement of the ferrite/austenite phases ratio. These analyses were correlated with the increase in the mechanical efficiency in terms of tensile strength of the welded joints with EMILI due to the grain refinement of the weld metal.

**Keywords:** Duplex Stainless Steel, GMAW, Electromagnetic Interaction.

<sup>1,\*</sup>Maestro en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales, Ingeniero Mecánico, Estudiante de Doctorado en Ciencias en Metalurgia y ciencias de los Materiales – Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales – Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Departamento de Soldadura. Morelia, Mich., México. Autor para correspondencia ✉: marcoagarent@gmail.com

<sup>2</sup>Doctor en Metalurgia. Ph.D, Ingeniero Mecánico, Profesor Investigador – Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales – Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Departamento de Aceración. Morelia, Mich., México.

<sup>3</sup>Doctor en Metalurgia, Ingeniero Mecánico, Profesor Investigador – Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales – Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Departamento de Soldadura. Morelia, Mich., México.

Recibido: 07-10-2014, Aprobado tras revisión: 20-11-2014.

Forma sugerida de citación: García, M.; López, V.; García, D. (2014). “Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex”. INGENIUS. N.º 12, (Julio-Diciembre). pp. 40-45. ISSN: 1390-650X.

## 1. Introducción

En los AID es siempre deseable una relación de fases ferrita/austenita ( $\delta/\gamma$ ) muy cercana a 1 a temperatura ambiente, ya que en estas condiciones microestructurales pueden ofrecer su mejor combinación de propiedades mecánicas y electroquímicas [1]. Sin embargo, muchas de sus aplicaciones requieren soldadura por fusión. En este sentido, el estudio de la soldabilidad de estos aceros es fundamental para sus aplicaciones en la industria, donde la problemática principal es la evolución microestructural durante el enfriamiento en la zona de soldadura [2].

En la zona de fusión (ZF), el modo de solidificación en soldaduras por fusión presenta una estructura basta de tipo columnar dendrítico que crece en dirección a la fuente de calor [3]. Para los AID la solidificación primaria obedece a una estructura virtualmente cien por ciento ferrítica con transformaciones a fase  $\gamma$  durante el enfriamiento debido a la partición elemental de estabilizadores de esta fase, que segregan en los límites de grano de la fase  $\delta$  [2].

Por otro lado, en la zona afectada térmicamente (ZAT) se lleva a cabo la disolución parcial o total de la fase  $\gamma$  debido a la temperatura pico que se alcanza en esta región, donde se obtiene crecimiento de grano  $\delta$  y aumento significativo de esta fase con transformación parcial a la fase  $\gamma$  [2]. El área de la ZAT, tamaño de grano ferrítico y regeneración de fase  $\gamma$  se relacionan con el calor aportado durante la soldadura [4]. Así, la heterogeneidad microestructural generada durante la soldadura por fusión de AID, se puede reflejar en la disminución de las propiedades mecánicas y a la corrosión [2]. Por esta razón, los estudios se han enfocado en obtener una ZAT reducida y a tratar de mantener un adecuado balance de fases  $\delta/\gamma$ , bien sea mediante tratamientos térmicos [4], [5], [6], [7] o controlando las variables operativas, adicionando elementos de aleación en el metal de aporte [8], [9] y/o ajustando la composición del gas de protección [10]. Como una alternativa, la investigación presentada en este manuscrito, propone la aplicación de campos electromagnéticos externos (CEME) durante el proceso de soldadura por fusión en AID para evaluar el efecto en la microestructura de la ZF y ZAT en términos de área de las regiones y tamaño de grano  $\delta$ , así como valorar la relación de fases  $\delta/\gamma$  y su efecto en las propiedades mecánicas a la tensión.

## 2. Materiales y métodos

Se utilizó el proceso de soldadura con protección de gas y electrodo consumible (GMAW), con el cual se soldaron placas con dimensiones de 6.35 x 70 x 150 mm de la aleación 2205 con preparación en simple V a 60° con un talón de 1.5 mm y una separación de 1.2 mm. Como

gas de protección se utilizó la mezcla de 98% Ar + 2% O<sub>2</sub>. El metal de aporte fue el electrodo ER-2209 de 1.2 mm de diámetro.

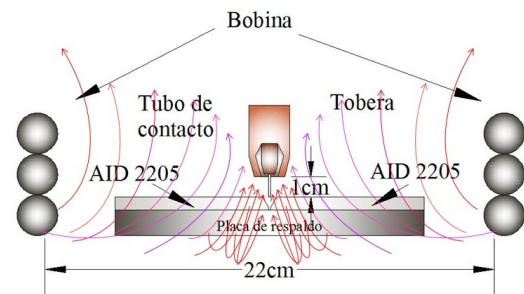
Las composiciones químicas del MB y metal de aporte se listan en la Tabla 1. Las variables operativas del proceso de soldadura se ajustaron para generar una transferencia de calor de 1.4 kJ/mm (eficiencia del proceso 75%) y soldar las placas en un solo paso (240 A, 27.5 V, velocidad de alimentación del electrodo 160 mm/s, distancia libre del electrodo 10 mm, flujo de gas 17 L/min, velocidad de soldadura 3.6 mm/s). Los CEME se indujeron en forma axial con intensidades de 0, 3, 9, 12 y 15 mT como se muestra en la Figura 1, con una bobina externa alimentada con una fuente de poder.

### 2.1. Análisis macro y microestructural

Para este análisis se llevó a cabo una preparación metalográfica convencional de la sección transversal de las uniones y del metal base. Se usó ataque electrolítico en una solución acuosa al 40% KOH, 6 V y tiempos de inmersión de 5 a 9 segundos para revelar la microestructura. El estudio se basó en la medición de la ZAT y la ZF, donde, además, se realizó la medición de tamaño de grano y cuantificación de las fases  $\gamma$  y  $\delta$  por MO mediante la ayuda de *software*.

**Tabla 1.** Composición química de materiales (% en peso).

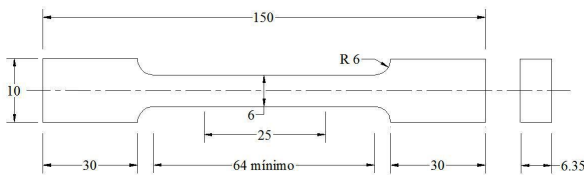
Elemento	2205	ER-2209
Cr	22.42	21.5-23.5
Ni	5.72	7.5-9.5
Mo	3.13	2.5-3.5
N	0.17	0.08-0.20
Mn	1.37	0.50-2.0
Cu	0.15	0.75 máx.
Si	0.40	0.90 máx.
Co	0.24	—
S	0.001	0.003 máx.
P	0.0021	0.03 máx.
C	0.016	0.03 máx.
Fe	Balance	Balance



**Figura 1.** Campo electromagnético aplicado durante el proceso de soldadura GMAW.

## 2.2. Ensayos mecánicos

Se llevaron a cabo ensayos de tracción uniaxial en probetas rectangulares en el MB y en probetas de las juntas soldadas de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M, Figura 2, donde la zona de soldadura en las probetas corresponde la zona de la sección reducida. Las probetas se ensayaron en una máquina universal Zwick/Roell Z100 con una capacidad de 100 kN. La velocidad de avance del cabezal fue de 0.016 mm/s.



**Figura 2.** Probetas para ensayo de tracción uniaxial de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M, unidades en mm.

## 3. Resultados y discusión

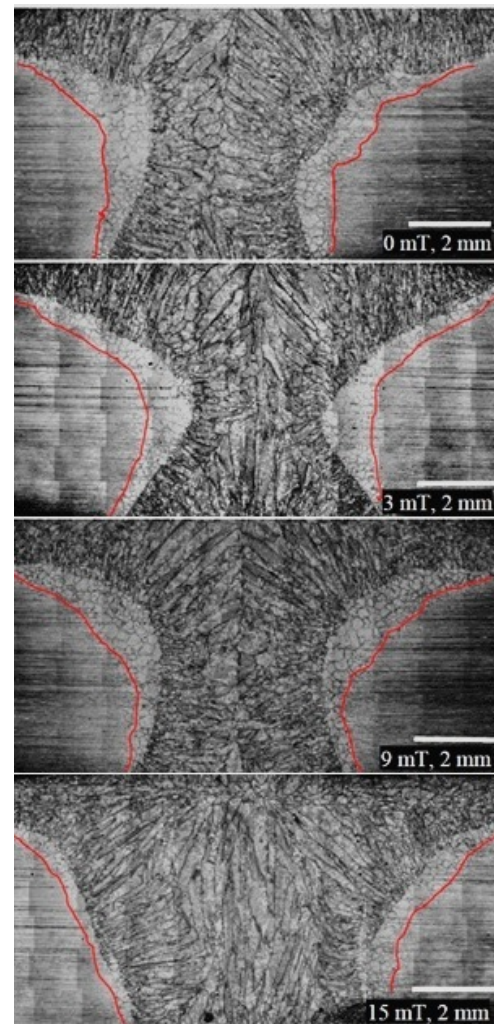
### 3.1. Análisis microestructural

En la Figura 3, se muestran los perfiles de las juntas soldadas y se pueden distinguir claramente la ZF y la ZAT. Los datos de las mediciones realizadas en los perfiles de soldadura son presentados en la Tabla 2. Se observa una relación inversa entre el porcentaje de metal diluido, % MBF, y la ZATAT al incrementar el CEME, es decir, a mayor % MBF, menor es la ZAT en las soldaduras realizadas con CEME. Este hecho puede atribuirse a que mayor cantidad de metal parcialmente fundido es arrancado de esta región y mezclado dentro de la ZF por efecto de la agitación electromagnética (AEM) [11], [12].

Referente a la microestructura, se observa en la Figura 3 que hacia la sección media de los perfiles de soldadura es notable el crecimiento de grano ferrítico y el ensanchamiento de la ZATAT, cuyas dimensiones se presentan en la Tabla 2. En la Figura 4 se muestran las mediciones de tamaño de grano. Se puede corroborar en la cuantificación de las regiones de soldadura que, de acuerdo con la soldadura con 3 mT de la Figura 3, existe una constricción de la parte media del perfil en la ZF, con una reducción significativa de la longitud de los granos columnares, Figura 4b, los cuales ya no crecen hasta el centro de la ZF, sino que son bloqueados por la aparición de granos en el centro de la ZF. Por otro lado, las soldaduras de 9 mT, en la Figura 3 presenta un perfil muy semejante a la de 0 mT, tanto en la ZAT como en la ZF donde estos granos columnares nuevamente se extienden hacia el centro de la ZF, y el perfil de la ZATAT presenta un ensanchamiento más prominente en la región media del perfil, donde los valores de tamaño de grano son

semejantes en la ZAT, Figura 4a, pero con un ligero refinamiento de grano en la ZF, Figura 4b, el cual es atribuible a la AEM. Este efecto es más visible en la soldadura con CEME de 15 mT, la cual presenta una reducción más clara de la ZAT tanto en dimensión como en tamaño de grano, con valores muy semejantes a los observados con 3 mT, Figura 4a y 4b.

Se observa entonces que el CME reduce el tamaño de grano  $\gamma$  tanto en la ZATAT como en la ZF, esto puede ser debido a que material parcialmente fundido fue arrastrado hacia el centro de la ZF al incrementar la AEM del metal líquido [11], [12]. Los mecanismos mencionados evitaron que la fase  $\delta$  siguiera creciendo y por consiguiente no disolvieron totalmente a la fase  $\gamma$  de la ZAT, fase que posiblemente bloqueó el crecimiento excesivo de la fase  $\delta$  y que durante el enfriamiento facilitó su regeneración para tener un mejor balance de fases como se ilustra en la Figura 5, donde al aplicar el CEME, la relación de fases  $\delta/\gamma$  se aproxima a uno como es deseable en estas aleaciones, tanto en ZF como en la ZAT.



**Figura 3.** Ensamble de las micrografías de las diferentes zonas de las juntas soldadas.

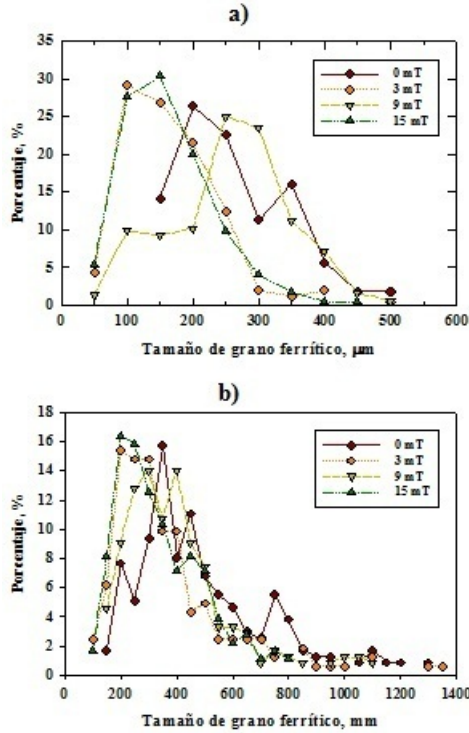
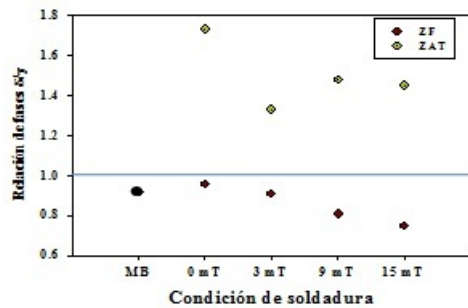
**Tabla 2.** Mediciones de las zonas en las juntas soldadas, mm<sup>2</sup>.

Soldadura	ZF	MB <sub>F</sub>	ZAT
0 mT	59.3	17.7	14.3
3 mT	58.5	15.4	11.9
9 mT	60.1	18.7	14.3
15 mT	59.3	22.4	7.3

resistencia a la tensión de las juntas soldadas, donde de acuerdo con los resultados, hay un incremento importante en la eficiencia mecánica de la junta al aplicar CEME, al ser del 100% en la probeta soldada con 3 mT, aunque con una disminución importante en la ductilidad del material en todas las condiciones de soldadura en comparación con el MB. Estos resultados correlacionan bien con el refinamiento de grano ferrítico observado en la ZF, sitio en el cual ocurrió la falla en los ensayos de tensión.

**Tabla 3.** Resultados de los ensayos de tensión.

Condición	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x.}$ (MPa)	$\epsilon$ (%)	$\eta_{mec\acute{a}nica}$ (%)
MB	675.7	811.7	39.5	—
0 mT	629.5	751	23.85	92.52
3 mT	680.66	814.66	24.03	100
9 mT	653.66	797.33	23.93	98.22
15 mT	645.66	797	20.46	98.18

**Figura 4.** Medición de tamaño de grano en la a) ZAT y b) ZF de las juntas soldadas.**Figura 5.** Relación de fases  $\delta/\gamma$  en la ZAT y ZF.

### 3.2. Resultados de ensayos de tensión

Los resultados de la Tabla 3 muestran los promedios obtenidos en tres pruebas realizadas el sentido paralelo a la laminación en el MB y se compara con la

### 3.3. Interacción electromagnética

La IEMBI entre el CEME ( $\vec{B}_{ext}$ ) y el CM generado por la corriente de soldadura ( $\vec{B}_{GMAW}$ ) en la piletta líquida se relaciona con la suma total de las fuerzas de Lorentz ( $\vec{F}_T$ ), ecuación 1, donde las fuerzas de Lorentz por el campo magnético inherente al proceso de soldadura ( $\vec{F}_{GMAW}$ ) y por el CME ( $\vec{F}_{CME}$ ) se representan en las ecuaciones 2 y 3 respectivamente.

$$\vec{F}_T = \vec{F}_{GMAW} + \vec{F}_{CME} \quad (1)$$

$$\vec{F}_{GMAW} = \vec{B}_{GMAW} \times \vec{J} \quad (2)$$

$$\vec{F}_{CME} = \vec{B}_{ext} \times \vec{J} \quad (3)$$

Donde  $\vec{J}$  corresponde a la densidad de corriente de soldadura. En este sentido, de acuerdo con la ley de Gauss en un campo eléctrico semiestable la ecuación de continuidad de la densidad de corriente se representa por la ecuación 4, mientras que para un medio conductor isotrópico conforme a la Ley de Ohm se representa en función del campo eléctrico ( $\vec{E}$ ) según la ecuación (5), donde  $\sigma$  es la conductividad eléctrica.

$$\nabla \cdot \vec{J} = 0 \quad (4)$$

$$\vec{J} = \sigma \vec{E} \quad (5)$$

Definiendo  $\vec{E} = -\nabla\phi$ , en coordenadas cilíndricas ( $r, z, \theta$ ), a partir de las ecuaciones 4 y 5 se define  $\vec{E}$  con la ecuación 6, asumiendo que a lo largo de  $z$  se distribuye la corriente eléctrica y  $\sigma$  es constante.



$$\nabla^2 \phi = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \phi}{\partial z^2} = 0 \quad (6)$$

Por lo tanto, a partir del  $\vec{E}$  calculado se tiene que la distribución de  $\vec{J}$  en  $r$  y  $z$  en la pileta de soldadura corresponde a las ecuaciones 7 y 8 respectivamente.

$$J_r = -\sigma \frac{\partial \phi}{\partial r} \quad (7)$$

$$J_z = -\sigma \frac{\partial \phi}{\partial z} \quad (8)$$

Así,  $\vec{B}_{\text{BMAW}}$  de acuerdo a la ley de Ampere se representa con la ecuación 9.

$$\nabla \vec{B}_{\text{GMAW}} = \mu_m \vec{J} \quad (9)$$

Donde  $\vec{B}_{\text{GMAW}} = [0, B_\theta(r, z), 0]$  y  $\vec{J} = [J_r, 0, J_z]$  por lo que por simetría, solamente la componente circunferencial  $B_\theta(r, z) \neq 0$  tiene efecto, y con ayuda de las ecuaciones de Maxwell, se describe el  $\vec{B}_{\text{GMAW}}$  en términos de  $B_\theta$  con la ecuación 10 y 11 respectivamente:

$$\frac{\partial B_\theta}{\partial z} = \mu_m J_r \quad (10)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r, B_\theta) = \mu_m J_r \quad (11)$$

De las ecuaciones 10 y 11 con condiciones de borde  $B_\theta = 0$  en  $r = 0$ ,  $\vec{B}_{\text{GMAW}}$  se obtiene de la ley de Ampere resultando en la ecuación 12:

$$\vec{B}_{\text{GMAW}} = B_\theta = \frac{\mu_m}{r} \int_0^r J_z r \partial r \quad (12)$$

Así,  $\vec{F}_{\text{GMAW}} = \vec{B}_{\text{GMAW}} \times \vec{J}$  en la pileta de soldadura se calcula con 6 a 12 resultando en  $(B \times J)_r = -J_r B_\theta$  y  $(B \times J)_z = -J_z B_\theta$ . Por lo tanto, el incremento en la convección de la pileta líquida se atribuye al CEME con un aumento en las  $\vec{F}_T$ , cuando  $\vec{F}_{\text{CME}} = \vec{B}_{\text{ext}} \times \vec{J}$ , interactúa con las componentes de  $\vec{J} = [J_r, 0, J_z]$ , considerando que la dirección de flujo magnético del CEME es constante en  $z$ .

## 4. Conclusiones

De los resultados de este trabajo, se puede concluir lo siguiente:

- Con la AEM de la pileta de soldadura, al aplicar CEME de baja intensidad es posible refinar el tamaño de grano ferrítico en la ZF, de tal manera que se verá reflejado directamente en un mejor balance de fases y el incremento en la resistencia mecánica a la tensión.

- El efecto de la IEMBI en la ZATAT se refleja en la restricción de crecimiento de grano ferrítico y en la mayor regeneración de la fase  $\gamma$ , lo que mejora las características de estas juntas soldadas.
- El incremento en la convección de la pileta líquida se atribuye al incremento de las fuerzas de Lorentz, al interactuar el CME con la corriente de soldadura, generando además la constricción de la pileta líquida observada

## Referencias

- [1] K. Lo, C. Shek, and J. Lai, "Recent developments in stainless steels," *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 65, no. 4-6, pp. 39 – 104, 2009.
- [2] I. Varol, "Welding of duplex stainless steels," *Key Engineering Materials*, vol. 69-70, pp. 217–252, 1992.
- [3] S. David and J. Vitek, "Correlation between solidification parameters and weld microstructures," *International Materials Reviews*, vol. 34, no. 1, pp. 213–245, 1989.
- [4] H. Sieurin and R. Sandström, "Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 418, no. 1-2, pp. 250 – 256, 2006.
- [5] R. Cervo, P. Ferro, and A. Tiziani, "Annealing temperature effects on super duplex stainless steel uns s32750 welded joints. i: microstructure and partitioning of elements," *Journal of Materials Science*, vol. 45, no. 16, pp. 4369–4377, 2010.
- [6] C. M. Garzón, C. Serna, S. Brandi, and A. Ramirez, "The relationship between atomic partitioning and corrosion resistance in the weld-heat affected zone microstructures of UNS S32304 duplex stainless steel," *Journal of Materials Science*, vol. 42, no. 21, pp. 9021–9029, 2007.
- [7] Y. Yang, Z. Wang, H. Tan, J. Hong, Y. Jiang, L. Jiang, and J. Li, "Effect of a brief post-weld heat treatment on the microstructure evolution and pitting corrosion of laser beam welded UNS S31803 duplex stainless steel," *Corrosion Science*, vol. 65, no. 0, pp. 472 – 480, 2012.
- [8] C. Múñez, M. Utrilla, A. Ureña, and E. Otero, "Influence of the filler material on pitting corrosion in welded duplex stainless steel 2205," *Welding International*, vol. 24, no. 2, pp. 105–110, 2010.
- [9] V. Muthupandi, P. Bala Srinivasan, S. Seshadri, and S. Sundaresan, "Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds," *Materials*

- Science and Engineering: A*, vol. 358, no. 1-2, pp. 9 – 16, 2003.
- [10] J. Gómez de Salazar, A. Soria, and M. Barrena, “The effect of N<sub>2</sub> addition upon the MIG welding process of duplex steels,” *Journal of Materials Science*, vol. 42, no. 13, pp. 4892–4898, 2007.
- [11] J. Villafuerte and H. Kerr, “Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds,” *Welding Journal*, pp. 1–13, 1990.
- [12] F. Matsuda, K. Nakata, and N. Sano, “Effect of electromagnetic stirring on weld solidification structure of austenitic stainless steels,” *Transactions of JWRI*, vol. 15, no. 2, pp. 155–166, 1986.